

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2001-303226

(43)Date of publication of application : 31.10.2001

(51)Int.Cl.

G23C 2/06

G22C 38/00

G22C 38/14

G23C 2/40

(21)Application number : 2000-124376

(71)Applicant : SUMITOMO METAL IND LTD

(22)Date of filing : 25.04.2000

(72)Inventor : HORI MASAHIKO

TOKI TAMOTSU

ARIOKA TERUAKI

ISHIGAKI HAJIME

KOJIMA HIROTATSU

(54) GALVANNEALED HIGH TENSION STEEL SHEET EXCELLENT IN WORKABILITY AND PLATING ADHESION

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a galvanized high tension steel sheet having the coated film excellent in the workability and the adhesibility by using a retained austenitic steel suitable as a nonstructural member for various kinds of machines, device, etc., of house electric appliances, building material, car, etc., and excellent in the local ductility as a basis material.

SOLUTION: The basis material of the steel sheet contains by wt. % of 0.05-0.20% C, 0.02-1.50% Si, 0.50-3.0% Mn, 0.05-2.0% Al, and 0.007-0.25% Ti and 0.005-0.25% Nb under condition in the range of $Ti+2Nb \leq 0.30(\%)$ and satisfies $Si+Al \leq 0.50(\%)$ and $(Ti+2Nb) \leq P+0.1Si$ and provides the complex structure composed of 1-30 vol. % austenite and the balance substantially ferrite. The coated film is composed of 8-15 mass % Fe and the balance substantially Zn so as to satisfy $D1/(D0+D1) \leq 0.80$ to the thickness (D0) of this Γ phase and the thickness (D1) of this Γ_1 phase.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

22.05.2002

[0043] ZnFe

[0026] [0057] steel

oxidation [0047]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

PAT-NO: JP02001303226A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 2001303226 A

TITLE: GALVANNEALED HIGH TENSION STEEL SHEET EXCELLENT IN
WORKABILITY AND PLATING ADHESION

PUBN-DATE: October 31, 2001

INVENTOR-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
HORI, MASAHIKO	N/A
TOKI, TAMOTSU	N/A
ARIOKA, TERUAKI	N/A
ISHIGAKI, HAJIME	N/A
KOJIMA, HIROTATSU	N/A

ASSIGNEE-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
SUMITOMO METAL IND LTD	N/A

APPL-NO: JP2000124376

APPL-DATE: April 25, 2000

INT-CL (IPC): C23C002/06, C22C038/00, C22C038/14, C23C002/40

ABSTRACT:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a galvanized high tension steel sheet having the coated film excellent in the workability and the adhesibility by using a retained austenitic steel suitable as a nonstructural member for various kinds of machines, device, etc., of house electric appliances, building material, car, etc., and excellent in the local ductility as a basis material.

SOLUTION: The basis material of the steel sheet contains by wt. % of 0.05-0.20% C, 0.02-1.50% Si, 0.50-3.0% Mn, 0.05-2.0% Al, and 0.007-0.25% Ti and 0.005-0.25% Nb under condition in the range of $Ti+2Nb \leq 0.30(\%)$ and satisfies $Si+Al \leq 0.50(\%)$ and $(Ti+2Nb) \leq P+0.1Si$ and provides the complex structure composed of 1-30 vol. % austenite and the balance substantially ferrite. The coated film is composed of 8-15 mass % Fe and the balance substantially Zn so as to satisfy $D1/(D0+D1) \leq 0.80$ to the thickness (D0) of this γ phase and the thickness (D1) of this γ_1 phase.

COPYRIGHT: (C)2001,JPO

* NOTICES *

Japan Patent Office is not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1] It is the alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet which equipped at least one side of a base material with the alloying hot-dip-zincing coat. The chemical composition of a base material by mass % C:0.05 - 0.20%, Si:0.02-1.50%, Mn: 0.50-3.0%, P:0.10% or less, aluminum:0.05-2.0%, Ti and/or Nb Ti:0.007-0.25%, Nb:0.005-0.25%, And it contains in the range which is below $Ti(\%) + 2Nb(\%) : 0.30(\%)$. Furthermore, satisfy the following type (a) and the following type (b), and the remainder consists of Fe and an unescapable impurity. The crystalline structure of a base material has the complex tissue where an austenite consists 1.0 to 30% by volume %, and the remainder consists of a ferrite substantially. Fe by mass % by mass % 8.0 - 15%, [the chemical composition of the above-mentioned plating coat] The remainder consists of Zn substantially and it is the thickness (D0) of gamma phase of a plating coat, and gamma 1. Alloying hot-dip-zincing high-tensile-steel plate excellent in the workability characterized by the thickness (D1) of a phase being what fills the relation of the following type (c), and plating coat adhesion.

[Equation 1]

$$Si(\%) + Al(\%) \geq 0.50(\%) \quad \text{---} \quad (a)$$

$$5 \{ Ti(\%) + 2Nb(\%) \} \geq P(\%) + 0.1Si(\%) \quad \text{---} \quad (b)$$

$$D_1 / (D_0 + D_1) \leq 0.80 \quad \text{---} \quad (c)$$

[Translation done.]

* NOTICES *

Japan Patent Office is not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Field of the Invention] This invention relates to the alloying hot-dip-zincing high-tensile-steel plate excellent in workability and plating coat adhesion suitable as a structural member of various machines, such as household electric appliances, building materials, and an automobile, and equipments.

[0002]

[Description of the Prior Art] Lightweight-ization is strongly promoted by high-performance-izing and coincidence in recent years with various machines, such as household electric appliances, building materials, and an automobile, and equipments, and many high intensity-ized techniques of the steel plate applied have been developed. For these applications, since importance is attached to corrosion resistance, the hot-dip zinc-coated carbon steel sheet excellent in economical efficiency is used. Since the rust-proofing function or the engine performance after paint is good, the alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet which performed alloying processing which carries out a temperature up after hot dip zincing, is made to diffuse Fe atom and uses Zn plating coat as a Zn-Fe alloy especially is used widely. [0003] If a steel plate is high-intensity-ized, ductility will fall and processing will become difficult. For this reason, corresponding to application expansion, the alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet which combines good ductility and the outstanding plating coat property came to be called for with high intensity.

[0004] As workability of a plating coat, powdering-proof nature and flaking-proof nature are important. Powdering is the phenomenon in which a plating coat is crushed by powder and exfoliates, when a steel plate receives a compression set in press forming. Since the corrosion resistance of the part will also deteriorate in spoiling the appearance of a product if powdering occurs, it is not desirable. If it is made to alloy too much and Fe content of a plating coat is made high too much, the workability of a plating coat will deteriorate and powdering will arise. Therefore, it is made important for alloying not to be made to advance to raise powdering-proof nature too much.

[0005] A flaking is the phenomenon in which a plating coat exfoliates in the shape of a flake, when a steel plate slides on a forming-tool front-face top. If a flaking occurs, the increase of the sliding friction of a steel plate and the piece of exfoliation will accumulate, and press workability will be spoiled. Flaking-proof nature can evaluate a plating steel plate by the sliding friction when sliding a shaping tool face top. It is known that it is good to make high the degree of hardness of the plating coat surface section for raising flaking-proof nature, and that which makes Fe content of a plating coat high for that purpose (that is, alloying is promoted to some extent) is good. That is, it is important to manage Fe content of a plating coat in the specific range to make powdering-proof nature and flaking-proof nature combined.

[0006] As a steel plate which combines high intensity and good ductility, to JP,61-157625,A Si 0.4 - 1.8 mass % (chemical composition is hereafter indicated mass % by %), The steel which contained Mn 0.2 to 2.5% is heated to the two-phase region of a ferrite + austenite. The manufacture approach of a high-tensile-steel plate (it is only hereafter described as a retained austenite steel plate) of having held 30

seconds or more in the 500-350-degree C temperature region in the middle of cooling, and having made the austenite remaining all over the crystalline structure is indicated.

[0007] Moreover, in JP,5-70886,A, Si is contained 2.0% or less, 2.0% or less and Si(%) + aluminum(%) ≥ 0.5 are contained for aluminum, and the outstanding retained austenite steel plate of local ductility which contains 5% or more of retained austenite by volume % is indicated. Although the uniform elongation to which a retained austenite steel plate of a Si-Mn system like the steel indicated by JP,61-157625,A influences stretch-forming nature is good, it has the problem that the local ductility which influences a ***** moldability is not good. The steel plate currently indicated by above-mentioned JP,5-70886,A is what meant the improvement of local ductility of a retained austenite steel plate, and makes retained austenite in a steel plate stability to a high distorted deformation field by heat-treating steel with high aluminum content on condition that specification, and manufacturing it. This steel plate is equipped with the local ductility which was excellent since strain induced transformation did not arise to a high distortion deformation region, and since the ***** moldability is good, it is made suitable as a material for structural members which carried out a complicated configuration which is looked at by an automobile and home electronics.

[0008] Since a retained austenite steel plate is the steel containing a lot of Si as an austenite stabilization element, if hot dip zincing is given to this, poor plating, such as un-galvanizing, will tend to generate it. Moreover, the steel containing Si has the problem that the engine performance of the plating coat obtained is not enough, either, in an alloying reaction's becoming slow and productivity's being [the processing time of alloying is long and] inferior. When processing temperature was made high in order to promote alloying, it was not easy to find out the processing conditions to which alloying advances rapidly and is satisfied with coincidence of powdering-proof nature and flaking-proof nature.

[0009] As the manufacture approach of the hot-dipping steel plate which uses steel containing many alloys, such as Si, as a base material, to JP,4-254550,A, a front face raises plating nature as steel of a low alloy, and the negative for high intensity surface treatment plates with which the interior tends to obtain high intensity as steel of a high alloy is indicated. If such a double layer steel plate is used as a base material, the high intensity steel plate which combines adhesion and workability can be obtained, but since manufacture of a base material is not easy, economical efficiency cannot bear extensive use deficiently.

[0010] The hot-dip-zincing approach of the silicon content steel plate which uses as a base material the steel plate which contains Si 0.2% or more is indicated by JP,6-212383,A. According to this approach, although hot dipping of a steel plate with high Si content was possible like a retained austenite steel plate, the improvement effect of the adhesion of a plating coat was not enough, and satisfactory as a steel plate with which processing is presented.

[0011] Moreover, the manufacture approach of the high intensity Takanobu nature hot-dip zinc-coated carbon steel sheet which contains 3% or more of retained austenite at the rate of the volume that less than [Si:2.0%], Mn:0.5-3.0%, and Si(%) + aluminum (%) processes and carries out hot dipping of the steel plate with which are satisfied of 1.0 - 3.0% of relation under specific temperature conditions is indicated by JP,11-131145,A C:0.05 to 0.30%. In the above-mentioned official report, it is reported by by restricting aluminum concentration of a plating bath to 0.13% or less low that the plating adhesion and alloying processability of high Si steel can improve. however, possibility that alloying becomes inadequate by this approach and zeta phase with a low degree of hardness with few Fe contents and delta phase exist in a front face -- there was a problem that it was high and the sliding nature of a plating coat front face deteriorated, and there was a problem that it was difficult to reconcile powdering-proof nature and flaking-proof nature as a result.

[0012] As stated above, retained austenite steel excellent in the ***** moldability was used as the base material, the alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet with good powdering-proof nature and flaking-proof nature was not indicated until now, but the implementation was desired strongly.

[0013]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] The purpose of this invention uses retained austenite steel excellent in local ductility suitable as a structural member of various machines, such as household

electric appliances, building materials, and an automobile, and equipments as a base material, and is to offer the alloying hot-dip-zincing high-tensile-steel plate excellent in the workability which equipped at least the one side with the good plating coat of powdering-proof nature and flaking-proof nature, and plating adhesion.

[0014]

[Means for Solving the Problem] this invention persons used as the base material the retained austenite steel plate which made Si and aluminum compound and contain, and about the steel plate which performed hot dipping and alloying processing to the front face, as a result of repeating research to the reinforcement of a steel plate, ductile relation, and the adhesion of a plating coat variously about many ***** factors, they acquired new knowledge which is expressed below.

[0015] a. if alloying processing is performed to a hot-dip zinc-coated carbon steel sheet -- a galvanization layer -- the ** phase from a base material interface side, and ** -- 1 A phase and delta 1 A phase and the Fe-Zn alloy phase called zeta equality progress. A ** phase is the highest and Fe content has lowest zeta phase. hardness -- ** -- 1 a phase -- most -- hard -- workability -- ** -- 1 A phase is most inferior.

[0016] When a base material is the steel containing Si, it is known that alloying will become slow, but alloying becomes slow, when P contains in the base material, and also when the crystalline structure of a base material has retained austenite. Being easy to segregate P to the grain boundary, retained austenite deposits as the 2nd phase into the grain boundary part of a steel plate in many cases. An alloying reaction advances, when Fe of a base material is spread in a plating phase, and the grain boundary part of a base material of the reaction serves as an origin of a reaction in many cases. From P and retained austenite existing in the grain boundary, it is presumed that it is the reason that the grain boundary becomes inactive makes an alloying rate late.

[0017] Drawing 1 is the fragmentary sectional view showing notionally the structure of the plating coat which powdering tends to generate among the alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheets which use as a base material the steel plate with which Si and P (these elements are hereafter described also as an "alloying delay element") with the operation which delays alloying are contained, and the crystalline structure has retained austenite. At drawing 1, a sign 1 is the surface section of a base material, and a sign 2 is delta 1. For a phase and a sign 3, gamma phase (thickness: D0) and a sign 4 are gamma 1. A phase and sign Dt The thickness of the sum total of a plating coat is expressed. As shown in drawing 1, gamma phase progresses in the shape of [parallel to a base material front face] a layer, and it is gamma 1. A phase grows needlelike on gamma phase. At this invention, it is gamma 1. It is the maximum of the average die length of a phase gamma 1 It is defined as the thickness of a phase and expresses with a sign "D1."

[0018] As a result of observing minutely the cross section of the plating coat which added plastic deformation to the alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet, and powdering generated, the crack inside the plating coat used as the origin of powdering is gamma 1. The origin is in the interface of a phase and gamma phase, it spreads the interface of gamma phase and a base material further, and the crack is progressing. The thing equivalent to the zinc powder with which the trapezoid part which a broken line means the crack inside a plating coat by drawing 1, and was surrounded with the broken line exfoliates as powdering is expressed. Sign c is the part judged to be the origin of the above-mentioned crack.

[0019] Drawing 2 is a fragmentary sectional view in which powdering-proof nature shows notionally the structure of the plating coat of the good plating steel plate, although a base material is the same as that of drawing 1. At the plating coat whose powdering-proof nature was good, it is D1. It decreases and is the thickness D0 of layer-like gamma phase. It is large.

[0020] gamma 1 A phase is delta 1 of a perimeter. As compared with a phase or gamma phase, it is hard, and the configuration is needlelike. For this reason, D1 The flow stress which acted on the plating coat front face when large is gamma 1. A phase is made into TEKO, the force acts on gamma phase, and it is gamma 1. A crack occurs in the base of a phase. Under the present circumstances, although the bending moment acted on layer-like gamma phase, when gamma phase was thin, gamma phase lost touch with

an interface with a base material, and was considered that a crack spreads an interface top with a base material. D1 Since the force of acting on gamma phase was small when small, it was hard to generate a crack, and when gamma phase was thick, it was thought that propagation of the crack by the base material interface did not arise.

[0021] It is D1 [as opposed to / as a result of investigating the workability of the plating coat which shows various cross-section structures / alloy layer thickness (D0+D1) in powdering-proof nature]. There were a ratio and good correspondence, and when said ratio was 0.80 or less, it became clear that powdering-proof nature was excellent. in the example of drawing 1 , Dt: 1.5micrometer and D1/(D0+D1) were 0.75 : 7.2 micrometers and D0 : 0.25 micrometers and D1 : 2.0 micrometers and D1/(D0+D1) -- 0.89 -- it is -- the example of drawing 2 -- Dt : 7.2 micrometers and D 0:0.50 -- micrometer and D1

[0022] delta 1 After gamma phase generates from a base material interface in early stages of alloying to a phase, Fe atom is supplied from gamma phase. Therefore, when the alloying reactivity in a base material interface is good, Fe content of delta plane 1 becomes high, and flaking-proof nature improves. Namely, delta 1 Concentration of Fe to a phase and growth of gamma phase are considered to be carried out to coincidence. In other words, when [both] gamma phase is thick, when gamma phase is thin, a plating coat front face does not become hard enough, either, but not both flaking-proof [powdering-proof nature or] nature will also be desirable [powdering-proof nature and flaking-proof nature are good, and].

[0023] b. If a base material is made to contain Ti or Nb of ultralow volume in the specific condition range, alloying will be promoted, the thickness of layer-like gamma phase increases, and it is gamma 1. The thickness ratio became small and powdering-proof nature improved by leaps and bounds. The above-mentioned specific condition range was range with which Ti and Nb content of a base material are satisfied of the following type to Si and P content.

$P+0.1xSi(\%) \leq 5x \{Ti(\%)+2xNb(\%)\}$

When using as a base material the retained austenite steel plate containing Si and P (these elements are hereafter described also as an "alloying delay element") with the operation which delays alloying, diffusion of Fe to a plating coat is slow at the time of alloying. For this reason, delta 1 which needs diffusion of Fe atom from the whole base material interface surface Growth of a phase or gamma phase, is slow. On the other hand, gamma 1 Since a phase grows needlelike, it is guessed that the growth is that to which the part which is rich in reactivity at an interface will advance, without being influenced so much by the existence of an alloying delay element or retained austenite if that it is also local exists. That is, it is gamma 1, although gamma phase tends to become thin when a base material contains an alloying delay element and retained austenite. A phase is gamma 1 of the plating coat which showed the usual growth and was formed as the result. It is thought that the thickness ratio of a phase becomes high.

[0024] On the other hand, since Dissolution C and Dissolution N are fixed as carbon nitride when a base material contains Ti or Nb, the dissolution elements in the grain boundary of a base material decrease in number, and the diffusion phenomenon to the plating coat of Fe atom which leads the grain boundary is activated, and it is delta 1. Formation of a phase or gamma phase is promoted. Consequently, gamma 1 It is delta 1, while the thickness ratio of a phase becomes small and powdering-proof nature improves. It is thought that improvement in the flaking-proof nature by growth of a phase is also attained.

[0025] This invention is completed based on these newly acquired knowledge, and the summary is in the alloying hot-dip-zincing high-tensile-steel plate which was excellent in the workability and plating coat adhesion of a publication at the following.

[0026] It is the alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet which equipped at least one side of a base material with the alloying hot-dip-zincing coat. The chemical composition of a base material by mass % C:0.05 - 0.20%, Si:0.02-1.50%, Mn: 0.50-3.0%, P:0.10% or less, aluminum:0.05-2.0%, Ti and/or Nb Ti:0.007-0.25%, Nb:0.005-0.25%, And it contains in the range which is below $Ti(\%)+2Nb(\%):0.30(\%)$. Furthermore, satisfy the following type (a) and the following type (b), and the remainder consists of Fe and an unescapable impurity. The crystalline structure of a base material has the complex tissue where an austenite consists 1.0 to 30% by volume %, and the remainder consists of a ferrite substantially. Fe

by mass % by mass % 8.0 - 15%, [the chemical composition of the above-mentioned plating coat] The remainder consists of Zn substantially and it is the thickness (D0) of gamma phase of a plating coat, and gamma 1. Alloying hot-dip-zincing high-tensile-steel plate excellent in the workability characterized by the thickness (D1) of a phase being what fills the relation of the following type (c), and plating coat adhesion.

[0027]

[Equation 2]

$$S i (\%) + A l (\%) \geq 0.50 (\%) \quad \text{---} \quad (a)$$

$$5 \{ T i (\%) + 2 N b (\%) \} \geq P (\%) + 0.1 S i (\%) \quad \text{---} \quad (b)$$

$$D_1 / (D_0 + D_1) \leq 0.80 \quad \text{---} \quad (c)$$

[0028] In addition, since the application is the structural members for automobiles etc., it is suitable for the steel plate of this invention that the tensile strength of a base material uses the thing of 390 or more MPas and 1000 MPas or less.

[0029]

[Embodiment of the Invention] The gestalt of the operation of this invention to the following is explained to a detail. In addition, especially % display described below means mass %, unless it refuses.

[0030] Chemical composition of a base material; C:C is an element required for there to be an operation which stabilizes the austenite at the time of cooling after heating steel in 2 phase temperature region of a ferrite + austenite, and introduce retained austenite into the steel plate after cooling. In order to secure the retained austenite of this amount, C is made to contain 0.05% or more, although a base material is made to contain retained austenite more than 1 volume % in order to secure good workability in this invention so that the back may be described. It is 0.08% or more preferably.

[0031] Moreover, C has the operation which raises the reinforcement of steel, and C is made to contain also in order to acquire the effectiveness. However, since weldability will also be spoiled in steel's hardening too much, spoiling ductility and workability's worsening if C content becomes superfluous, the content is made into 0.20% or less. It is 0.15% or less preferably.

[0032] Si and aluminum: Each of these elements is elements effective in deoxidizing steel and obtaining healthy steel. Moreover, since there is an operation which raises the increase of the rate of the volume of the ferrite in 2 phase temperature region and C concentration of an austenite, and stabilizes the austenite at the time of cooling, it is an element effective in obtaining retained austenite. In order to secure such effectiveness, Si is 0.02% or more and aluminum is 0.05% or more and $S i (\%) + \text{aluminum} (\%) \geq 0.50 (\%)$. It is made to contain in the becoming range.

[0033] It has the operation which makes an alloying rate small while it spoils the plating wettability on the front face of a base material at the time of hot dipping as the content of another side Si increases. For this reason, a possibility of spoiling the quality of a plating coat and the productivity of alloying processing increases as Si content increases. Si content is made into 1.50% or less in order to avoid such damage. When it is necessary to make it alloy promptly, it is desirable to make Si content into 0.70% or less. Since its inclusion will increase if aluminum is made to contain too much an expensive top, and the ductility of steel is spoiled, the content is made into 2.0% or less.

[0034] It is a suitable element for Mn:Mn to have the operation which stabilizes an austenite and obtain a retained austenite steel plate. In order to obtain the retained austenite more than 1 volume %, Mn is made to contain 0.50% or more. An expensive top, since a steel plate will become weak and workability will be spoiled if it is made to contain too much, another side Mn makes the content 3.0% or less. It is 2.5% or less preferably.

[0035] There is each in Ti and Nb:Ti, and Nb about the operation which promotes alloying of a plating coat at the time of alloying processing of a hot-dipping steel plate, and it is an important element in this invention. By making a base material carry out optimum dose content of one sort or both of these elements, growth of gamma phase is promoted and it is gamma 1. Excessive growth of a phase is

controlled and it is delta 1 further. Fe content in a phase can raise Fe content in increase and a coat surface.

[0036] In order that the back may improve powdering-proof nature and flaking-proof nature to coincidence in the invention in this application so that it may state, the structure of a plating coat limits to the range with which are satisfied of $D1/(D0+D1) \leq 0.80$.

[0037] In order to realize this, one sort in the group which consists of more than Nb:0.005% and 0.25% or less, or two sorts are made to contain more than Ti:0.007% and 0.25% or less. The lower limit of Ti and Nb is a value required to acquire the plating coat structure of satisfying a formula (c), when each element is made to contain independently.

[0038] If Ti content exceeds 0.25%, Nb content exceeds 0.25% or Ti+2Nb exceeds 0.30%, the above-mentioned improvement effect will be saturated, when the reinforcement of steel becomes high too much and it becomes unsuitable to make it contain more than it at a press-working-of-sheet-metal application, cost also becomes high and economical efficiency is also spoiled. Therefore, 0.25% and Ti+2Nb make the upper limit of the content of each element contain in the range used as 0.30% or less. It is the range where it is swollen preferably, and the content about the element of **** becomes 0.09% or less, and Ti+2Nb becomes 0.13% or less. In addition, as for Ti, 0.04% or less and Ti+2Nb of Nb are 0.30% or less 0.05% or less preferably.

[0039] It falls as the content of the alloying delay element contained in a base material increases alloying reactivity. The alloying inhibition ability of Si is 10 times the P, and the alloying promotion ability of Nb is twice Ti. Therefore, in order for the structure of a plating coat to consider as the range with which are satisfied of $D1/(D0+D1) \leq 0.80$, it is good to adjust the content of Ti and/or Nb to the range with which it is satisfied of the following formula according to the content of Si and P.

They are Fe and an unescapable impurity except the $5\{Ti(\%) + 2Nb(\%)\} \geq P(\%) + 0.1Si(\%)$ above. Since P has also in it the operation which makes an alloying rate small like Si, the content is made into 0.10% or less. It is 0.03% or less preferably. Moreover, since S consumes as a sludge Mn which is an austenite stabilization element in depositing as MnS and checking the ductility of a steel plate, in order to avoid this, considering as 0.10% or less is desirable [S content]. Since N deposits as AlN and exhausts aluminum, in order to avoid this, considering as 0.010% or less is still more desirable.

[0040] The crystalline structure of a base material; the crystalline structure of a base material shall contain retained austenite 1 to 30% by volume %, and shall have the complex tissue where the remainder consists of a ferrite substantially. When press working of sheet metal of the steel plate is carried out, strain induced transformation of the retained austenite is carried out, and it has the operation which the part hardens, and fracture is prevented and raises the deformability as the whole. In order to acquire this effectiveness, retained austenite is made to contain more than 1 volume %. It is more than 5 volume % preferably.

[0041] If the ratio of retained austenite becomes high too much, since the tensile strength of a base material will become high too much, it is not desirable. In order to avoid this, the ratio of retained austenite is made below into 30 volume %. It is below 20 volume % preferably.

[0042] Since the semantics that the remainder consists of a ferrite substantially can secure the outstanding ductility made into the purpose of this invention even if transformation organizations, such as some bainite, a pearlite, and a cementite, mix on the occasion of cooling from 2 phase temperature region for obtaining retained austenite, it means not interfering, even if the 3rd organization of above-mentioned extent mixes. When mixing, it is desirable to carry out to below 10 volume %.

[0043] Plating coat; a plating coat shall contain Fe 8 to 15%, and the remainder shall consist of Zn substantially. When not filling Fe content in a plating coat to 8%, since eta phase (pure zinc) remains on a plating coat front face and paintwork, weldability, and flaking-proof nature deteriorate, it is not good. When Fe content in a plating coat exceeds 15%, since gamma phase becomes thick too much and powdering-proof nature deteriorates, it is not good.

[0044] gamma 1 of a plating coat If the thickness (D1) of a phase becomes large too much, powdering-proof nature will be spoiled, and if the thickness (D0) of gamma phase becomes small too much, flaking-proof nature will be spoiled. gamma 1 calculated by $D1/(D0+D1)$ in order to both make good

powdering-proof nature and flaking-proof nature The ratio of a phase is made or less into 0.80. It is 0.40 or less still more preferably 0.60 or less preferably. gamma 1 In the usual case, especially the minimum of the ratio of a phase is gamma 1 although not set up. It is rare for the ratio of a phase to become a value lower than 0.1.

[0045] In addition, gamma phase and gamma 1 Since each phase is a hard alloy phase, though plating coat structure is filling the upper type (c), it cannot avoid the workability easily that it is inferior as compared with a steel plate. From this semantics, if the range of the thickness of a plating coat is 20 micrometers or less, for example, it is D0. About 1.5 micrometers or less and D1 It is desirable to restrict to about 1.6 micrometers or less.

[0046] gamma phase and gamma 1 The thickness of a phase shall be measured by the following approaches by this invention. Namely, the plating coat cross section which cut the plating coat in the thickness direction and was obtained is ground. Etch the field with thin NAITARU liquid, and organization observation is carried out in SEM (scanning electron microscope). gamma phase -- the average of the thickness of ten or more places -- D0 ** -- carrying out -- gamma 1 a phase -- 30 or more gamma 1 about -- the die length from gamma phase front face -- measuring -- the average of the die length of five high orders -- D1 ** -- it carries out. The cutting direction of a coat cross section is good in the direction of arbitration to a rolling direction. When these values are 1 micrometer or less, a sample is observed in TEM (transmission electron microscope), and it is gamma phase and gamma 1. What is necessary is just to ask for the thickness of a phase. Identification of these phases should just perform structural analysis with the electron diffraction method by TEM (transmission electron microscope).

[0047] The manufacture approach; manufacturing by the following approaches is suitable for the steel plate of this invention. After carrying out acid washing of the hot rolled sheet steel which the base material dissolved the steel which has the above-mentioned chemical composition by the well-known approach, cast, and hot-rolled and obtained the obtained steel, or this, the cold rolled sheet steel cold-rolled and obtained is used. A base material pretreats by well-known approaches, such as alkaline degreasing and electrolytic degreasing in the inside of alkali, and in order to carry out removal removal of oil dirt, waterdrop, etc. which remain subsequently, preheating is performed with a conventional method. Since a base material contains Si and aluminum 0.50% or more in total, it has a possibility that un-galvanizing may occur with the not sufficient wettability of the plating metal on the front face of a base material. In order to avoid this, it is desirable to once oxidize, to anneal a front face in the post reduction nature ambient atmosphere, and to make a front face generate reduced iron in preheating. For 0.2% or less or aluminum content, Si content of a base material is [the amount of oxidation in that case] 0.2 g/m², if it is the case where it is 1.0% or less. If it considers as the above, it can galvanize enough. When Si content of a base material exceeds 0.2% or aluminum content exceeds 1.0%, they are 0.5 g/m². It is desirable to make the above iron oxide generate.

[0048] Reduction annealing subsequently to 780-degree-C or more temperature field 870 degrees C or less heated and annealed in a reducing atmosphere to reserve annealing is performed. Although it is necessary to make reduction annealing temperature into the temperature region below an Ac3 transformation point beyond an Ac1 transformation point in order to use a base material as 2 phase organization steel which consists of a ferrite + austenite When base material temperature does not fulfill 780 degrees C, re-dissolution of a cementite takes time amount too much, in exceeding 870 degrees C, the rate of the volume of an austenite increases too much, C concentration in an austenite falls, and the retained austenite steel plate which has the austenite of a desired amount is not obtained. Therefore, as for reduction annealing temperature, it is desirable to consider as 780-degree-C or more temperature field 870 degrees C or less.

[0049] As for after reduction annealing, it is desirable to give low-temperature maintenance which cools to a 350 degrees C - 550 degrees C temperature field, and is made to pile up 20 seconds or more in the temperature field. By carrying out the transformation to bainite of a part of austenites, the purpose of low-temperature maintenance promotes concentration of C to an austenite, raises the stability of an austenite, and is in making retained austenite easy to obtain.

[0050] As for the cooling conditions from reduction annealing temperature to a low-temperature

retention temperature field, it is desirable after reduction annealing that 700 degrees C cools slowly with the cooling rate of 10 degrees C/second or less, and, as for the cooling rate from 700 degrees C to low-temperature retention temperature, it is desirable to cool quickly in a second in 20 degrees C /or more. However, if it is not necessary to limit to this condition and stability can be made to generate retained austenite, it is not necessary to persist in the above-mentioned heat pattern. For example, it is possible enough for the ingredient linearly cooled to 500 degrees C in a second in 780 degrees C to 20 degrees C /to also adjust retained austenite to 1% or more.

[0051] Steel just makes low-temperature maintenance pile up 20 seconds or more in a field (350 degrees C or more and 550 degrees C or less), the approach may be cooled gradually so that the residence time may become 20 seconds or more in the above-mentioned temperature requirement, and the approach of holding with constant temperature is also available. Concentration of C is promoted in this temperature region, carrying out the transformation to bainite of the austenite. In the temperature field exceeding 550 degrees C, a transformation to bainite does not arise, but in the temperature field which is less than 350 degrees C, it becomes lower bainite and C condensing to an austenite becomes inadequate.

[0052] When the residence time in this temperature region does not fulfill 20 seconds, C concentration to an austenite is insufficient, is stabilized, and it cannot obtain retained austenite. It may be 60 seconds or more preferably. Since an austenite becomes stability so that the residence time is long, it is desirable, but even if it is the low temperature around 420 degrees C, if it piles up about 90 seconds, the purpose of C concentration will be reached.

[0053] The temperature of the above-mentioned low temperature treatment is good to consider as the plating bath temperature of -10 degrees C or more in order to perform hot dipping at degree process. For example, when plating bath temperature is 450 degrees C, as for low-temperature maintenance, it is desirable to carry out above 440 degrees C.

[0054] Hot dipping is performed following low-temperature maintenance. The plating approach is conventionally good by the well-known approach. For example, plating bath temperature is [that aluminum concentration of a plating bath should just be 0.08% - about 0.16%] good to consider as 440-degree-C or more 480-degree-C or less extent.

[0055] After plating, the amount of eyes is adjusted by well-known approaches, such as gas wiping, and, subsequently alloying processing is performed. Although plating is good to give both sides of a base material, it does not care about only one side. What is necessary is just to perform alloying processing by the well-known approach. For example, alloying processing temperature has 460 degrees C or more good less than 600 degrees C, and, as for the heating rate to alloying processing temperature, it is desirable to consider as the heating rate of 20 degrees C/second or more. Alloying processing is good to carry out for a short time, and as soon as Fe content of a plating coat turns into the specified quantity, it is good to cool quickly immediately. As for the heating means to alloying temperature, it is desirable to use the equipment suitable for rapid heating, such as an induction heater, and about cooling, although radiationnal cooling is sufficient, it is desirable to perform gas cooling or Myst cooling. Even if after alloying processing performs temper rolling by the well-known approach or performs well-known after treatment, such as chromate treatment, it does not interfere.

[0056]

[Example] (Example 1) After dissolved, cast and forged in the laboratory the steel which has the chemical composition shown in Table 1, having considered as the slab whose thickness is 20mm, having hot-rolled after heating this at 1250 degrees C, considering as the hot rolling plate with a thickness of 1.8mm and carrying out acid washing further, it cold-rolled and considered as the cold rolling plate with a thickness of 1.20mm.

[0057]

[Table 1]

鋼 番	母材の化学組成 (質量%, 残部: Feおよび不可避免の不純物)												
	C	Si	Mn	P	S	Ti	Nb	sol. Al	N	Si+Al	Ti+2Nb	P+0.1Si	5(Ti+2Nb)
A	0.14	0.35	1.20	0.008	0.005	-	0.005	1.20	0.002	1.55	0.010	0.043	0.050
B	0.11	0.55	1.20	0.014	0.005	-	0.010	0.90	0.005	1.45	0.020	0.069	0.100
C	0.12	0.02	1.50	0.015	0.008	0.007	-	1.50	0.002	1.52	0.007	0.017	0.035
D	0.11	0.50	1.50	0.013	0.005	0.007	0.020	1.02	0.005	1.52	0.047	0.063	0.235
E	0.05	0.02	0.80	0.008	0.005	0.010	0.020	0.50	0.004	0.52	0.050	0.010	0.250
F	0.18	0.70	0.50	0.010	0.005	0.020	0.040	0.80	0.008	1.50	0.100	0.080	0.500
G	0.08	0.45	1.70	0.025	0.005	0.020	0.040	1.55	0.005	2.00	0.100	0.070	0.500
H	0.08	1.35	1.70	0.035	0.005	0.040	0.120	0.40	0.005	1.75	0.280	0.170	1.400
J	0.20	0.43	2.00	0.010	0.003	0.050	0.060	0.10	0.005	0.53	0.170	0.053	0.850
K	0.20	0.85	2.00	0.090	0.003	0.080	0.088	0.10	0.005	0.95	0.256	0.175	1.280
L	0.05	0.02	0.80	0.008	0.005	-	-	0.03	0.004	0.05	-	0.010	-
M	0.12	0.40	1.50	0.020	0.005	-	-	1.00	0.003	1.40	-	0.080	-
N	0.12	0.30	1.50	0.020	0.005	0.007	0.020	0.10	0.003	0.40	0.047	0.032	0.235
P	0.05	0.20	0.80	0.010	0.005	0.005	-	0.50	0.004	0.70	0.005	0.030	0.025
Q	0.08	0.50	0.80	0.020	0.005	0.005	0.005	0.50	0.004	1.20	0.015	0.070	0.065
R	0.08	0.50	0.80	0.055	0.005	0.010	-	0.50	0.004	1.20	0.010	0.105	0.050
S	0.04	0.45	1.10	0.015	0.005	0.010	0.025	1.05	0.005	1.50	0.060	0.060	0.300
T	0.09	0.01	1.20	0.010	0.005	0.010	0.025	1.10	0.005	1.11	0.060	0.011	0.300
V	0.11	0.40	0.40	0.010	0.005	0.020	0.010	1.00	0.005	1.40	0.040	0.050	0.200

[0058] Many test pieces with a width of face [of 80mm] and a die length of 200mm were extracted from the obtained cold rolling plate. These test pieces were heated in a second in 15 degrees C /to 550 degrees C in atmospheric air or nitrogen-gas-atmosphere mind using well-known hot-dipping simulator equipment, and after holding for 2 seconds, preheating cooled to 200 degrees C was performed. Subsequently, reduction annealing which heats hydrogen at 820 degrees C by ten volume % and the remainder consisting of nitrogen in the ambient atmosphere whose dew-point is -60 degrees C or less, and is held for 30 seconds is given. Cool at 700 degrees C with the cooling rate of 4 degrees C/second after that, and it cools at 500 degrees C with the cooling rate of 40 degrees C/second. It cools to 450 degrees C after that with the average cooling rate of 2.5-0.5 degrees C/second, a temperature up is carried out within 2 seconds to 460 degrees C, gas wiping is immersed, pulled up and carried out to the hot-dip-zincing tub held at 460 degrees C, and it is the amount of eyes per one side 60 g/m2 It adjusted and hot dipping was performed to both sides of a base material. The chemical composition of a hot-dipping bath is Fe saturation bath which the remainder becomes from Zn substantially aluminum:0.12%, and plating bath temperature was made into 460 degrees C.

[0059] Immediately after performing the above-mentioned plating, it heated in the range of 480 degrees C - 540 degrees C within the simulator using the infrared heating furnace, and alloying processing held for 15 - 60 seconds was performed. About Steel C, alloying processing conditions were changed and the thing of fault processing and what has insufficient processing were produced.

[0060] The following approaches estimated the engine performance of the obtained steel plate.

Tractive characteristics: The JIS No. 5 test piece for tensile test was cut down from the test piece made as an experiment, and the tensile test was performed.

[0061] The amount of retained austenites: After having been immersed in the acid solution, dissolving the plating coat and removing a test piece, the amount of retained austenites was measured with the X-ray reflectivity measuring method. gamma phase and gamma 1 Thickness of a phase: After grinding the plating coat from the cross section and etching for 1 minute using 0.05% nitric-acid-alcoholic liquid (NAITARU liquid), with the electron microscope, the thickness of gamma phase of ten places was measured and the average was made into the thickness of gamma phase. It is 30 or more gamma 1 with the same approach. The die length from gamma phase front face about a phase is measured, and it is the average of the die length of five high orders gamma 1 It considered as the thickness (D1) of a phase.

[0062] The thin film sample was created about that with which the thickness of an alloy phase does not fill 1 micrometer, by TEM, it observed similarly about three to 4 visual field, and the average was made into the thickness or die length of each phase. Moreover, electron diffraction by TEM was analyzed for identification of each phase, and phase decision was performed.

[0063] Powdering-proof nature; the disk with a diameter of 60mm was pierced from the test piece after alloying processing, and press forming was carried out to the cylinder cup with the cupping test machine (diameter: of punch 30mm, and die-radius: 3mm), and adhesive tape was stuck on the external surface of the side attachment wall of a cup, it exfoliated, the total exfoliation mass of the plating coat adhering to adhesive tape was measured, and the following criteria estimated the exfoliation mass per cylinder cup. O: less than 15mg, more than O: 15mg, less than 20mg, more than **: 20mg, less than 30mg, and more than x: 30mg

[0064] Flaking [-proof] nature: Coefficient of friction (μ) of a plating coat was measured and evaluated. Drawing 3 is the sectional view of the coefficient-of-friction measuring device used for evaluation. For a test piece and a sign 6, a die and a sign 7 are [a sign 5 / a blank holder and the sign 9 of the blank holder bead of a hemicycle with a radius of 5mm and a sign 8] punch in drawing 3. Width of face: Hold a test piece (30mm and die-length: 270mm) 1 between the die 6 of a measuring device, and the blank holder bead 7, push in punch 9 in the condition of having made the blank holder load (P) acting, and fabricate a test piece 5 to the character type of KO. What was ground with the abrasive paper of #600 was used for the die 6, the blank holder bead 7, and the front face of punch 9. Slushing oil was applied to both sides of a test piece 1 two times 2.5 g/m per one side as lubricant, and the press fit rate of punch 3 was considered as a part for 60mm/. The blank holder force was made into four conditions of 7.35kN(s), 9.8kN, 12.3kN, and 14.7kN(s). The maximum (F) of the insertion pressure of the punch 2 in each case was calculated, from the increment (dP) of a blank holder load, and the increment (dF) of the maximum of punch insertion pressure, it asked for coefficient of friction and $\mu = dF / 2dP$ estimated on the following criteria.

O: 0.24 or less, O: 0.24 **, 0.28 or less, **: 0.28 **, 0.32 or less, x: 0.32 **.

[0065] An evaluation result is shown in Table 2.

[0066]

[Table 2]

試験番号	鋼種	母材の γ 相 体積率 (%)	めっき皮膜				鋼板特性			
			Fe含有量 (質量%)	Γ 相厚さ D_o (μm)	Γ 相厚さ D_i (μm)	$D_o + D_i$	材料特性 引張強さ (MPa)	伸び (%)	耐フレーション性	耐ハダリング性
1	A	10	10.6	0.5	0.1	0.17	660	36	◎	◎
2	B	10	9.6	0.5	0.2	0.29	640	36	◎	◎
3	C	5	10.0	0.5	0.3	0.38	600	32	◎	◎
4	C	10	12.0	0.4	0.6	0.60	605	33	◎	◎
5	C	12	15.0	1.5	0.6	0.25	616	36	◎	◎
6	C	25	15.0	1.5	0.5	0.26	606	38	◎	◎
7	D	10	9.0	0.5	0.2	0.29	608	33	○	◎
8	D	8	10.0	1.2	0.3	0.33	595	35	◎	◎
9	D	5	11.0	0.8	0.4	0.33	599	34	◎	◎
10	E	8	8.0	0.4	0.1	0.20	560	32	○	◎
11	F	2	10.0	0.8	0.2	0.20	618	28	◎	◎
12	F	10	8.0	0.4	0.1	0.20	618	32	○	◎
13	F	11	9.6	0.6	0.2	0.26	616	32	◎	◎
14	G	8	10.0	0.8	0.4	0.33	590	36	◎	◎
15	H	8	10.5	1.2	0.4	0.25	610	35	◎	◎
16	J	2	10.0	1.5	0.5	0.25	685	28	◎	◎
17	K	8	10.0	1.0	0.4	0.29	710	28	◎	◎
21	L	0.8	10.0	0.2	3.0	0.94	583	22	×	×
22	L	0.8	9.0	0.4	2.8	0.88	583	22	×	○
23	M	5	10.5	0.2	3.8	0.95	610	31	×	×
24	P	2	10.0	0.2	3.5	0.95	590	28	×	△
25	Q	4	10.0	0.3	3.0	0.91	610	29	×	△
26	R	3	9.0	0.2	3.5	0.95	600	28	×	△
27	S	< 0.5	11.5	1.0	0.5	0.33	650	22	○	◎
28	T	< 0.5	9.5	1.0	0.5	0.33	670	24	○	○
29	V	< 0.5	8.0	1.2	0.4	0.25	678	21	○	◎
30	N	< 0.5	9.0	1.0	0.4	0.29	670	21	◎	◎
31	C	10	7.0	0.5	0.1	0.17	610	32	△	◎
32	C	10	17	2.0	0.6	0.20	616	33	◎	×

[0067] Each steel plate with which are satisfied of the conditions which this invention prescribes that Table 2 shows had good ductility, flaking-proof nature, and powdering-proof nature, though it was high

intensity. The test numbers 7, 10, and 12 whose Fe content in a plating coat was a little low were a little inferior, although flaking-proof nature was in tolerance. On the other hand, in the test number 31 whose steel L, N, S, T, and V which had few contents and cooling conditions, such as C, Si, Mn, and sol.aluminum, were not good, there was all little retained austenite and ductility was not good. The steel L, M, P, Q, and R which the contents of Ti or Nb ran short, or did not fill a formula (b), and the test numbers 31 and 32 whose alloying processing conditions were not desirable did not have flaking-proof nature or good powdering-proof nature.

[0068]

[Effect of the Invention] The alloying hot-dip-zincing high-tensile-steel plate of this invention is excellent in the powdering-proof nature and flaking-proof nature of a plating coat, in uniform elongation and local elongation being excellent, since the retained austenite steel plate containing aluminum is used as the base material. Therefore, processing to the structural member of various machines, such as household electric appliances, building materials, and an automobile, and equipments is easy, and since it excels in the adhesion of a plating coat, and the sliding nature at the time of press working of sheet metal, mold goods excellent in an appearance and corrosion resistance are obtained. Therefore, it is very suitable as a material for promoting high-intensity-izing and the object for lightweight-izing of a member which carried out the complicated configuration.

[Translation done.]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号
特開2001-303226
(P2001-303226A)

(43) 公開日 平成13年10月31日 (2001. 10. 31)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テームト* (参考)
C 2 3 C 2/06		C 2 3 C 2/06	4 K 0 2 7
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 T
38/14		38/14	
C 2 3 C 2/40		C 2 3 C 2/40	
審査請求 未請求 請求項の数1 OL (全 10 頁)			

(21) 出願番号 特願2000-124376(P2000-124376)

(22) 出願日 平成12年4月25日 (2000. 4. 25)

(71) 出願人 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72) 発明者 堀 雅彦

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

住友金属工業株式会社内

(72) 発明者 土岐 保

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

住友金属工業株式会社内

(74) 代理人 100081352

弁理士 広瀬 章一

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 加工性とめっき密着性に優れた合金化溶融亜鉛めっき高張力鋼板

(57) 【要約】

【課題】 家電、建材、自動車などの各種機械、装置類の構造部材として好適な、局部延性に優れた残留オーステナイト鋼を母材とし、加工性と密着性に優れためっき皮膜を有する合金化溶融亜鉛めっき高張力鋼板を提供する。

【解決手段】 母材が質量%でC:0.05~0.20%、Si:0.02~1.50%、Mn:0.50~3.0%、Al:0.05~2.0%、Tiおよび/またはNbを、Ti:0.007~0.25%、Nb:0.005~0.25%、かつTi+2Nb≤0.30(%)の範囲で含有し、かつ、Si+Al≥0.50(%)および5(Ti+2Nb)≥P+0.1Siを満足し、オーステナイトを体積%で1~30%含有し、残部が実質的にフェライトよりなる複合組織を備え、めっき皮膜が質量%でFeを8~15%含有し、残部は実質的にZnよりなり、そのΓ相の厚さ(D₀)とΓ₁相の厚さ(D₁)がD₁/(D₀+D₁)≤0.80を満たす鋼板。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 母材の少なくとも片面に合金化溶融亜鉛めっき皮膜を備えた合金化溶融亜鉛めっき鋼板であって、母材の化学組成が質量％でC：0.05～0.20％、Si：0.02～1.50％、Mn：0.50～3.0％、P：0.10％以下、Al：0.05～2.0％、Tiおよび／またはNbを、Ti：0.007～0.25％、Nb：0.005～0.25％、かつTi（％）+2Nb（％）：0.30（％）以下である範囲で含有し、さらに、下記式（a）と下記式（b）を満足*10

$$Si（％）+Al（％）\geq 0.50（％） \quad \text{--- (a)}$$

$$5 \{ Ti（％）+2Nb（％）\} \geq P（％）+0.1Si（％） \quad \text{--- (b)}$$

$$D_1 / (D_0 + D_1) \leq 0.80 \quad \text{--- (c)}$$

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、家電、建材、自動車などの各種機械、装置類の構造部材として好適な、加工性とめっき皮膜密着性に優れた合金化溶融亜鉛めっき高張力鋼板に関する。

【0002】

【従来の技術】近年、家電、建材、及び自動車などの各種機械、装置類では高性能化と同時に軽量化が強く推進されており、適用される鋼板の高強度化技術が数多く開発されてきた。これらの用途では耐食性が重要視されるため、経済性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板が用いられている。中でも溶融亜鉛めっき後に昇温してFe原子を拡散させてZnめっき皮膜をZn-Fe合金とする合金化処理を施した合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、その防錆機能あるいは塗装後の性能が良好であるので広く用いられている。

【0003】鋼板を高強度化すると延性が低下して加工が困難となる。このため、用途拡大に対応して高強度で良好な延性と優れためっき皮膜特性とを兼ね備えた合金化溶融亜鉛めっき鋼板が求められるようになった。

【0004】めっき皮膜の加工性としては耐バウダリング性と耐フレーキング性が重要である。バウダリングは、プレス成形において鋼板が圧縮変形を受けた際にめっき皮膜が粉状に破砕されて剥離する現象である。バウダリングが発生すると製品の外観が損なわれるうえ、その部分の耐食性も劣化するので好ましくない。過度に合金化させてめっき皮膜のFe含有量を高くしすぎるとめっき皮膜の加工性が劣化してバウダリングが生じる。従って耐バウダリング性を高めるには合金化が進行しすぎないようにすることが重要とされている。

【0005】フレーキングは、鋼板が成形工具表面上を摺動する時にめっき皮膜がフレック状に剥離する現象である。フレーキングが発生すると鋼板の摺動抵抗が増し、剥離片が堆積してプレス加工性が損なわれる。耐フ※50

*し、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、母材の結晶組織が、オーステナイトが体積％で1.0～30％、残部が実質的にフェライトよりなる複合組織を備え、上記めっき皮膜の化学組成が質量％でFeが質量％で8.0～15％、残部が実質的にZnよりなり、めっき皮膜のΓ相の厚さ(D₀)とΓ₁相の厚さ(D₁)が下記式(c)の関係を満たすものであることを特徴とする加工性とめっき皮膜密着性に優れた合金化溶融亜鉛めっき高張力鋼板。

【数1】

$$\text{--- (a)}$$

※レーキング性はめっき鋼板を成形工具面上を摺動させたときの摺動抵抗で評価できる。耐フレーキング性を向上させるにはめっき皮膜表層部の硬度を高くするのがよく、そのためにはめっき皮膜のFe含有量を高くする（すなわち、合金化をある程度促進する）のがよいことが知られている。すなわち耐バウダリング性と耐フレーキング性を兼ね備えさせるにはめっき皮膜のFe含有量を特定の範囲に管理することが重要である。

【0006】高強度と良好な延性を兼ね備えた鋼板として、例えば特開昭61-157625号公報には、Siを0.4～1.8質量％（以下、化学組成を表す％表示は質量％とする）と、Mnを0.2～2.5％含有した鋼をフェライト+オーステナイトの2相域に加熱し、冷却途中の500～350℃の温度域で30秒以上保持して結晶組織中にオーステナイトを残留させた高張力鋼板（以下、単に残留オーステナイト鋼板と記す）の製造方法が開示されている。

【0007】また、特開平5-70886号公報には、Siを2.0％以下、Alを2.0％以下、かつSi（％）+Al（％）≥0.5を含有し、体積％で5％以上の残留オーステナイトを含む、局部延性の優れた残留オーステナイト鋼板が開示されている。特開昭61-157625号公報に記載されている鋼のようなSi-Mn系の残留オーステナイト鋼板は、張り出し成形性を左右する一様伸びは良好であるが孔拡げ成形性を左右する局部延性がよくないという問題がある。上記特開平5-70886号公報に開示されている鋼板は残留オーステナイト鋼板の局部延性の改善を意図したもので、Al含有量が高い鋼を特定の条件で熱処理して製造することにより、鋼板中の残留オーステナイトを高歪変形領域まで安定にしたものである。この鋼板は高歪み変形域まで歪誘起変態が生じないために優れた局部延性を備えており、孔拡げ成形性が良好であるので自動車や家電製品に見られるような複雑な形状をした構造部材用の素材として好適であるとされている。

【0008】残留オーステナイト鋼板は、オーステナイト安定化元素として多量のSiを含有した鋼であるので、これに溶融亜鉛めっきを施すとめっきなどのめっき不良が発生しやすい。またSiを含有する鋼は合金化反応が遅くなり、合金化の処理時間が長く生産性が劣るうえ、得られるめっき皮膜の性能も十分なものではないという問題がある。合金化を促進するべく処理温度を高くすると合金化が急激に進行して耐パウダリング性と耐フレーキング性を同時に満足する処理条件を見出すのは容易ではなかった。

【0009】Siなどの合金を多く含有する鋼を母材とする溶融めっき鋼板の製造方法として、例えば、特開平4-254550号公報には、表面は低合金の鋼としてめっき性を高め、内部は高合金の鋼として高強度を得ようとする高強度表面処理板用原板が開示されている。このような複層鋼板を母材にすれば密着性と加工性を兼ね備えた高強度鋼板を得ることはできるが母材の製造が容易ではないために経済性が乏しく大量使用に耐えうるものではない。

【0010】特開平6-212383号公報には、Siを0.2%以上含有する鋼板を母材とする珪素含有鋼板の溶融亜鉛めっき方法が開示されている。この方法によれば、残留オーステナイト鋼板のようにSi含有量が高い鋼板の溶融めっきが可能ではあるが、めっき皮膜の密着性の改善効果が十分ではなく、加工に供する鋼板としては満足なものではなかった。

【0011】また、特開平11-131145号公報には、C:0.05~0.30%、Si:2.0%以下、Mn:0.5~3.0%、かつSi(%) + Al(%)が1.0~3.0%の関係を満足する鋼板を特定の温度条件下で処理して溶融めっきする、体積率で3%以上の残留オーステナイトを含有する高強度高延性溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法が開示されている。上記公報では、めっき浴のAl濃度を0.13%以下に低く制限することにより、高Si鋼のめっき密着性と合金化処理性が改善できることが報告されている。しかしながらこの方法では合金化が不十分になり、表面にFe含有量が少なく硬度が低い δ 相や δ 相が存在する可能性が高く、めっき皮膜表面の摺動性が劣化するという問題があり、結果として耐パウダリング性と耐フレーキング性を両立させるのが困難であるという問題があった。

【0012】以上述べたように、孔拡張成形性に優れた残留オーステナイト鋼を母材とし、耐パウダリング性と耐フレーキング性も良好な合金化溶融亜鉛めっき鋼板はこれまで開示されておらず、その実現が強く望まれていた。

【0013】

【発明が解決しようとする課題】本発明の目的は、家電、建材、自動車などの各種機械、装置類の構造部材として好適な、局部延性に優れた残留オーステナイト鋼を

母材とし、その少なくとも片面に耐パウダリング性と耐フレーキング性の良好なめっき皮膜を備えた加工性とめっき密着性に優れた合金化溶融亜鉛めっき高張力鋼板を提供することにある。

【0014】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、SiとAlを複合して含有させた残留オーステナイト鋼板を母材とし、その表面に溶融めっきと合金化処理を施した鋼板について、鋼板の強度と延性の関係およびめっき皮膜の密着性におよぼす諸要因について種々研究を重ねた結果、以下に述べるような新たな知見を得た。

【0015】a. 溶融亜鉛めっき鋼板に合金化処理を施すと、亜鉛めっき層には母材界面側から、 Γ 相、 Γ_1 相、 δ_1 相、 δ 相等と称されるFe-Zn合金相が発達する。Fe含有量は Γ 相が最も高く δ 相が最も低い。硬さは Γ_1 相が最も硬く、加工性は Γ_1 相が最も劣る。

【0016】母材がSiを含有する鋼である場合には合金化が遅くなることが知られているが、母材にPが含有されている場合と、母材の結晶組織が残留オーステナイトを有する場合にも合金化が遅くなる。Pは結晶粒界に偏析しやすく、残留オーステナイトは鋼板の粒界部分に第2相として析出することが多い。合金化反応は母材のFeがめっき相に拡散することにより進行し、その反応は、母材の結晶粒界部分が反応の起点となることが多い。結晶粒界にPや残留オーステナイトが存在することにより、結晶粒界が不活性になることが合金化速度を遅くする理由であろうと推定される。

【0017】図1は、合金化を遅延させる作用があるSiおよびP(以下、これらの元素を「合金化遅延元素」とも記す)を含有し、その結晶組織が残留オーステナイトを有する鋼板を母材とする合金化溶融亜鉛めっき鋼板の内、パウダリングが発生しやすいめっき皮膜の構造を概念的に示す部分断面図である。図1で符号1は母材の表層部、符号2は δ_1 相、符号3は Γ 相(厚さ: D_0)、符号4は Γ_1 相、符号D_cはめっき皮膜の合計の厚さを表す。図1に示すように Γ 相は母材表面に平行な層状に発達し、 Γ_1 相は Γ 相の上に針状に成長する。本発明では Γ_1 相の平均長さの最大値を Γ_1 相の厚さと定義し、符号「D₁」で表す。

【0018】合金化溶融亜鉛めっき鋼板に塑性変形を加え、パウダリングが発生しためっき皮膜の断面を子細に観察した結果、パウダリングの起点となるめっき皮膜内部の亀裂は、 Γ_1 相と Γ 相との界面にその起点があり、さらにそれが Γ 相と母材との界面を伝播して亀裂が進展している。図1で破線はめっき皮膜内部の亀裂を意味するもので、破線で囲まれた台形部分がパウダリングとして剥離する亜鉛粉に相当するものを表す。符号cは上記亀裂の起点と判断された部分である。

【0019】図2は、母材は図1と同様のものであるが耐パウダリング性が良好であっためっき鋼板のめっき皮

膜の構造を概念的に示す部分断面図である。耐バウダリング性が良好であっためっき皮膜では D_1 が減少し、層状の Γ 相の厚さ D_0 が大きくなっている。

【0020】 Γ_1 相は周囲の δ_1 相や Γ 相と比較すると硬質で、その形状が針状である。このため D_1 が大きい場合には、めっき皮膜表面に作用した変形応力は Γ_1 相をテコにして Γ 相に力が作用し、 Γ_1 相の基部に亀裂が発生する。この際層状の Γ 相に曲げモーメントが作用するが、 Γ 相が薄い場合には Γ 相が母材との界面から浮き上がり、母材との界面上を亀裂が伝播するものと考えられた。 D_1 が小さい場合には Γ 相に作用する力が小さいために亀裂が発生しにくく、 Γ 相が厚い場合には母材界面での亀裂の伝播が生じないものと考えられた。

【0021】種々の断面構造を示すめっき皮膜の加工性を調査した結果、耐バウダリング性は、合金層の厚さ($D_0 + D_1$)に対する D_1 の比率と良好な対応があり、前記比率が0.80以下である場合には耐バウダリング性が優れることが判明した。図1の例では、 $D_t : 7.2 \mu\text{m}$ 、 $D_0 : 0.25 \mu\text{m}$ 、 $D_1 : 2.0 \mu\text{m}$ 、 $D_1 / (D_0 + D_1)$ は0.89であり、図2の例では、 $D_t : 7.2 \mu\text{m}$ 、 $D_0 : 0.50 \mu\text{m}$ 、 $D_1 : 1.5 \mu\text{m}$ 、 $D_1 / (D_0 + D_1)$ は0.75であった。

【0022】 δ_1 相に対しては合金化初期には母材界面から、 Γ 相が生成した後は Γ 相からFe原子が供給される。従って母材界面での合金化反応性が良好な場合には δ_1 相のFe含有量が高くなり、耐フレーキング性が向上する。すなわち、 δ_1 相へのFeの濃化と Γ 相の成長とは同時におこなわれると考えられる。言い換えれば、 Γ 相が厚い場合には耐バウダリング性と耐フレーキング性が共に良好であり、 Γ 相が薄い場合にはめっき皮膜表面も十分には硬くならず、耐バウダリング性も耐フレーキング性も共に好ましくないことになる。

【0023】b. 母材に極微量のTiまたはNbを特定の条件範囲で含有させると合金化が促進され、層状の Γ 相の厚さが増加し、 Γ_1 の厚さ比率が小さくなり、耐バウダリング性が飛躍的に向上した。上記特定の条件範囲とは、母材のTiおよびNb含有量がSiおよびP含有量に対して下記式を満足する範囲であった。

$$P + 0.1 \times Si (\%) \leq 5 \times \{ Ti (\%) + 2 \times Nb (\%) \} \quad (1)$$

合金化を遅延させる作用があるSiおよびP(以下、これらの元素を「合金化遅延元素」とも記す)を含む残留*

$$Si (\%) + Al (\%) \geq 0.50 (\%) \quad (2)$$

$$5 \{ Ti (\%) + 2 Nb (\%) \} \geq P (\%) + 0.1 Si (\%) \quad (3)$$

$$D_1 / (D_0 + D_1) \leq 0.80 \quad (4)$$

【0028】なお、本発明の鋼板は、その用途が自動車用などの構造部材であることから、母材の引張強さが3※50

* オーステナイト鋼板を母材とする場合には、合金化時にめっき皮膜へのFeの拡散が遅い。このため、母材界面全面からのFe原子の拡散を必要とする δ_1 相や Γ 相の成長が遅い。他方、 Γ_1 相は針状に成長することから、界面に反応性に富む部分が局部的にでも存在すれば、合金化遅延元素や残留オーステナイトの有無にさほど影響されることなくその成長は進行するものと推測される。すなわち、母材が合金化遅延元素や残留オーステナイトを含む場合には、 Γ 相が薄くなりやすいが、 Γ_1 相は通常の成長を示し、その結果として形成されためっき皮膜の Γ_1 相の厚さ比率が高くなるものと考えられる。

【0024】これに対して、母材がTiまたはNbを含有する場合には、固溶Cや固溶Nが炭窒化物として固定されるので、母材の結晶粒界での固溶元素が減少し、結晶粒界を通じてのFe原子のめっき皮膜への拡散現象が活性化され、 δ_1 相や Γ 相の形成が促進される。その結果、 Γ_1 相の厚さ比率が小さくなり耐バウダリング性が向上すると共に、 δ_1 相の成長による耐フレーキング性の向上も達成されるものと考えられる。

【0025】本発明はこれらの新たに得られた知見を基にして完成されたものであり、その要旨は下記に記載の加工性とめっき皮膜密着性に優れた合金化溶融亜鉛めっき高張力鋼板にある。

【0026】母材の少なくとも片面に合金化溶融亜鉛めっき皮膜を備えた合金化溶融亜鉛めっき鋼板であって、母材の化学組成が質量%でC:0.05~0.20%、Si:0.02~1.50%、Mn:0.50~3.0%、P:0.10%以下、Al:0.05~2.0%、Tiおよび/またはNbを、Ti:0.007~0.25%、Nb:0.005~0.25%、かつTi(%) + 2Nb(%) : 0.30(%)以下である範囲で含有し、さらに、下記式(a)と下記式(b)を満足し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなり、母材の結晶組織が、オーステナイトが体積%で1.0~30%、残部が実質的にフェライトよりなる複合組織を備え、上記めっき皮膜の化学組成が質量%でFeが質量%で8.0~15%、残部が実質的にZnよりなり、めっき皮膜の Γ 相の厚さ(D_0)と Γ_1 相の厚さ(D_1)が下記式(c)の関係を満たすものであることを特徴とする加工性とめっき皮膜密着性に優れた合金化溶融亜鉛めっき高張力鋼板。

【0027】

【数2】

$$--- (a)$$

$$--- (b)$$

$$--- (c)$$

※90MPa以上、1000MPa以下のものを用いるのが好適である。

【0029】

【発明の実施の形態】以下に本発明の実施の形態を詳細に説明する。なお、以下に述べる％表示は、特に断らない限り質量％を意味する。

【0030】母材の化学組成；C：Cは鋼をフェライト+オーステナイトの2相温度域に加熱した後に冷却する際のオーステナイトを安定化する作用があり、冷却後の鋼板に残留オーステナイトを導入するのに必要な元素である。後ほど述べるように本発明においては良好な加工性を確保するために母材には残留オーステナイトを1体積％以上含有させるが、この量の残留オーステナイトを確保するためにCは0.05％以上含有させる。好ましくは0.08％以上である。

【0031】また、Cには鋼の強度を高める作用があり、その効果を得るためにもCを含有させる。しかしながらC含有量が過剰になると鋼が硬化しすぎて延性を損ない加工性が悪くなるうえ、溶接性も損なわれるので、その含有量は0.20％以下とする。好ましくは0.15％以下である。

【0032】SiおよびAl：これらの元素はいずれも鋼を脱酸し健全な鋼を得るのに有効な元素である。また、2相温度域でのフェライトの体積率を増し、オーステナイトのC濃度を高めて冷却時のオーステナイトを安定化する作用があるので、残留オーステナイトを得るのに有効な元素である。これらの効果を確保するために、Siは0.02％以上、Alは0.05％以上、かつ、 $Si(\%) + Al(\%) \geq 0.50(\%)$ となる範囲で含有させる。

【0033】他方Siは、その含有量が増すにつれて溶融めっき時の母材表面でのめっき濡れ性を損なうと共に合金化速度を小さくする作用がある。このため、Si含有量が増すにつれてめっき皮膜の品質や合金化処理の生産性を損なうおそれが増す。このような害を避けるためにSi含有量は1.50％以下とする。合金化を速やかにおこなわせる必要がある場合にはSi含有量を0.70％以下とするのが望ましい。Alは高価であるうえ、過度に含有させると介在物が増し鋼の延性が損なわれるので、その含有量は2.0％以下とする。

【0034】Mn：Mnにはオーステナイトを安定化する作用があり、残留オーステナイト鋼板を得るのに好適な元素である。1体積％以上の残留オーステナイトを得るためにMnを0.50％以上含有させる。他方Mnは高価であるうえ、過度に含有させると鋼板が脆くなり加工性が損なわれるので、その含有量は3.0％以下とする。好ましくは2.5％以下である。

【0035】TiおよびNb：TiとNbにはいずれも溶融めっき鋼板の合金化処理時にめっき皮膜の合金化を促進する作用があり、本発明における重要な元素である。母材にこれらの元素の内の1種または両方を適量含有させることにより、 Γ 相の成長が促進され、 Γ_1 相の

過大な成長が抑制され、さらに δ_1 相中のFe含有量が増し、皮膜表層におけるFe含有量を高めることができる。

【0036】後ほど述べるように本願発明では、耐バウダリング性と耐フレーキング性を同時に改善するために、めっき皮膜の構造が、 $D_1 / (D_0 + D_1) \leq 0.80$ を満足する範囲に限定する。

【0037】これを実現するために、Ti：0.007％以上、0.25％以下、Nb：0.005％以上、0.25％以下からなる群の内の1種または2種を含有させる。TiおよびNbの下限値は、それぞれの元素を単独で含有させた場合に式(c)を満足するめっき皮膜構造を得るのに必要な値である。

【0038】Ti含有量が0.25％を超えるか、またはNb含有量が0.25％を超えるか、あるいはTi+2Nbが0.30％を超えると上記改善効果が飽和し、それ以上含有させるのは鋼の強度が高くなりすぎてプレス加工用途には不適当になる上、コストも高くなって経済性も損なわれる。従って、それぞれの元素の含有量の上限は0.25％、かつTi+2Nbが0.30％以下となる範囲で含有させる。好ましくはそれぞれの元素についての含有量が0.09％以下、かつTi+2Nbが0.13％以下となる範囲である。なお好ましくはTiは0.05％以下、Nbは0.04％以下、かつTi+2Nbが0.30％以下である。

【0039】合金化反応性は母材に含有される合金化遅延元素の含有量が増すにつれて低下する。Siの合金化阻害能はPの10倍であり、Nbの合金化促進能はTiの2倍である。従ってめっき皮膜の構造が $D_1 / (D_0 + D_1) \leq 0.80$ を満足する範囲とするには、Tiおよび/またはNbの含有量をSiおよびPの含有量に応じて下記式を満足する範囲に調整するのがよい。

$$5 \{ Ti(\%) + 2Nb(\%) \} \geq P(\%) + 0.1Si(\%)$$

上記以外はFeおよび不可避免的不純物である。その中でもPはSiと同様に合金化速度を小さくする作用があるのでその含有量は0.10％以下とする。好ましくは0.03％以下である。また、SはMnSとして析出して鋼板の延性を阻害するうえ、オーステナイト安定化元素であるMnを析出物として消費するので、これを避けるためにS含有量は0.10％以下とするのが望ましい。さらにNはAlNとして析出してAlを消耗するので、これを避けるために0.010％以下とするのが望ましい。

【0040】母材の結晶組織：母材の結晶組織は、残留オーステナイトを体積％で1～30％含有し、残部が実質的にフェライトよりなる複合組織を有するものとする。残留オーステナイトは、鋼板がプレス加工された際に加工誘起変態し、その部分が硬化して破断が防止され全体としての変形能を向上させる作用がある。この効果を得るために残留オーステナイトを1体積％以上含有さ

10

20

30

40

50

せる。好ましくは5体積%以上である。

【0041】残留オーステナイトの比率が過度に高くなると、母材の引張強さが高くなりすぎるので好ましくない。これを避けるために残留オーステナイトの比率は30体積%以下とする。好ましくは20体積%以下である。

【0042】残部が実質的にフェライトからなる、との意味は、残留オーステナイトを得るための2相温度域からの冷却に際して若干のベイナイト、パーライト、セメントナイトなどの変態組織が混入しても、本発明の目的とする優れた延性が確保できるので、上記程度の第3組織が混入しても差し支えないことを意味する。混入する場合には10体積%以下とするのが望ましい。

【0043】めっき皮膜；めっき皮膜はFeを8~15%含有し、残部は実質的にZnよりなるものとする。めっき皮膜中のFe含有量が8%に満たない場合には、めっき皮膜表面に η 相（純亜鉛）が残存し、塗装性、溶接性および耐フレーキング性が劣化するのでよくない。めっき皮膜中のFe含有量が15%を超える場合には、 Γ 相が厚くなりすぎて耐パウダリング性が劣化するのでよくない。

【0044】めっき皮膜の Γ_1 相の厚さ（ D_1 ）が大きくなりすぎると耐パウダリング性が損なわれ、 Γ 相の厚さ（ D_0 ）が小さくなりすぎると耐フレーキング性が損なわれる。耐パウダリング性と耐フレーキング性を共に良好なものとするために、 $D_1 / (D_0 + D_1)$ で求められる Γ_1 相の比率を0.80以下とする。好ましくは0.60以下、さらに好ましくは0.40以下である。 Γ_1 相の比率の下限は特に設定しないが、通常の場合 Γ_1 相の比率が0.1より低い値になることは少ない。

【0045】なお、 Γ 相と Γ_1 相はいずれも硬質な合金相であるので、めっき皮膜構造が上式（c）を満たしているとしても、その加工性は鋼板に比較すると劣ることは避けがたい。この意味から、たとえばめっき皮膜の厚さが20 μm 以下の範囲であれば、 D_0 は1.5 μm 程度以下、 D_1 は1.6 μm 程度以下に制限しておくのが望ましい。

【0046】 Γ 相および Γ_1 相の厚さは、本発明では以下の方法で測定するものとする。すなわち、めっき皮膜を厚さ方向に切断して得られためっき皮膜断面を研磨し、その面を薄いナイトール液でエッチングしてSEM（走査電子顕微鏡）にて組織観察し、 Γ 相については10カ所以上の厚さの平均値を D_0 とし、 Γ_1 相については30個以上の Γ_1 についての Γ 相表面からの長さを測定し、上位5箇の長さの平均を D_1 とする。皮膜断面の切断方向は圧延方向に対して任意の方向でよい。これらの値が1 μm 以下である場合には、TEM（透過電子顕微鏡）にてサンプルを観察し、 Γ 相および Γ_1 相の厚さを求めればよい。これらの相の同定は、TEM（透過型電子顕微鏡）による電子線回折法により構造解析をおこ

なえばよい。

【0047】製造方法；本発明の鋼板は以下の方法で製造するのが好適である。母材は上記化学組成を有する鋼を公知の方法により溶解し、鑄造し、得られた鋼を熱間圧延して得た熱延鋼板、またはこれを酸洗した後冷間圧延して得た冷延鋼板を用いる。母材はアルカリ脱脂、アルカリ中での電解脱脂など公知の方法により前処理をおこない、次いで、残存する油污や水滴などを除去除去するために、常法により予備加熱をおこなう。母材はSiとAlを合計で0.50%以上含有するため母材表面でのめっき金属の濡れ性がよくなくめっきが発生するおそれがある。これを避けるために、予備加熱では表面を一旦酸化し、その後還元性雰囲気中で焼鈍して表面に還元鉄を生成させるのが好ましい。その際の酸化量は、母材のSi含有量が0.2%以下、または、Al含有量が1.0%以下の場合であれば0.2g/m²以上とすれば十分めっき可能である。母材のSi含有量が0.2%を超えるか、Al含有量が1.0%を超える場合は0.5g/m²以上の酸化鉄を生成させることが好ましい。

【0048】予備焼鈍に次いで還元性雰囲気中で780℃以上870℃以下の温度領域に加熱し焼鈍する還元焼鈍をおこなう。母材をフェライト+オーステナイトからなる2相組織鋼とするためには、還元焼鈍温度をAc1変態点以上Ac3変態点以下の温度域とする必要があるが、母材温度が780℃に満たない場合にはセメントナイトの再固溶に時間がかかりすぎ、870℃を超える場合にはオーステナイトの体積率が増加しすぎてオーステナイト中のC濃度が低下し、所望の量のオーステナイトを有する残留オーステナイト鋼板が得られない。従って還元焼鈍温度は780℃以上870℃以下の温度領域とするのが望ましい。

【0049】還元焼鈍後は、350℃~550℃の温度領域に冷却し、その温度領域で20秒以上滞留させる低温保持を施すのが望ましい。低温保持の目的は、一部のオーステナイトをベイナイト変態させることによりオーステナイトへのCの濃縮を促進させ、オーステナイトの安定性を高めて残留オーステナイトを得やすくすることにある。

【0050】還元焼鈍温度から低温保持温度領域までの冷却条件は、還元焼鈍後700℃までは10℃/秒以下の冷却速度で徐冷することが好ましく、700℃から低温保持温度までの冷却速度は20℃/秒以上で急速冷却するのが好ましい。しかしながら、この条件に限定する必要はなく、残留オーステナイトを安定に生成させることができれば、上記ヒートパターンに固執する必要はない。例えば、780℃から20℃/秒で500℃まで直線的に冷却された材料でも、残留オーステナイトを1%以上に調整することは十分可能である。

【0051】低温保持は350℃以上、550℃以下の領域で鋼が20秒以上滞留させればよいのであって、そ

の方法は、上記温度範囲で滞留時間が20秒以上になるように徐冷却してもよいし、一定温度で保持する方法でも構わない。この温度域では、オーステナイトをベイナイト変態させながら、Cの濃縮を促進させる。550℃を上回る温度領域ではベイナイト変態が生じず、350℃を下回る温度領域では下部ベイナイトとなって、オーステナイトへのC濃縮が不十分となる。

【0052】この温度域での滞留時間が20秒に満たない場合にはオーステナイトへのC濃縮が不足して安定して残留オーステナイトを得ることができない。好ましくは60秒以上とする。滞留時間が長いほどオーステナイトが安定になるので好ましいが、420℃前後の低温であっても、90秒程度滞留すればC濃縮の目的は達せられる。

【0053】上記低温処理の温度は、次工程で溶融めっきを施すため、めっき浴温度-10℃以上とするのがよい。例えば、めっき浴温度が450℃である場合、低温保持は440℃以上でおこなうのが好ましい。

【0054】低温保持に続いて溶融めっきをおこなう。めっき方法は従来公知の方法でよい。例えばめっき浴のAl濃度は0.08%~0.16%程度であればよく、めっき浴温度は440℃以上480℃以下程度とするのがよい。

* 【表1】

鋼 番	母材の化学組成 (質量%, 残部: Feおよび不可避の不純物)												
	C	Si	Mn	P	S	Ti	Nb	sol. Al	N	Si+Al	Ti+2Nb	P+0.1Si	5(Ti+2Nb)
A	0.14	0.35	1.20	0.008	0.005	-	0.005	1.20	0.002	1.55	0.010	0.043	0.050
B	0.11	0.65	1.20	0.014	0.005	-	0.010	0.90	0.005	1.45	0.020	0.069	0.100
C	0.12	0.02	1.50	0.015	0.008	0.007	-	1.50	0.002	1.52	0.007	0.017	0.035
D	0.11	0.50	1.50	0.013	0.005	0.007	0.020	1.02	0.005	1.62	0.047	0.063	0.235
E	0.05	0.02	0.80	0.008	0.005	0.010	0.020	0.50	0.004	0.52	0.050	0.010	0.250
F	0.18	0.70	0.50	0.010	0.005	0.020	0.040	0.80	0.008	1.60	0.100	0.080	0.500
G	0.08	0.45	1.70	0.025	0.005	0.020	0.040	1.66	0.005	2.00	0.100	0.070	0.500
H	0.08	1.35	1.70	0.035	0.005	0.040	0.120	0.40	0.005	1.75	0.280	0.170	1.400
J	0.20	0.43	2.00	0.010	0.003	0.050	0.060	0.10	0.005	0.53	0.170	0.053	0.850
K	0.20	0.85	2.00	0.090	0.003	0.080	0.088	0.10	0.005	0.95	0.256	0.175	1.280
L	0.05	0.02	0.80	0.008	0.005	-	-	0.03	0.004	0.05	-	0.010	-
M	0.12	0.40	1.50	0.020	0.005	-	-	1.00	0.003	1.40	-	0.080	-
N	0.12	0.30	1.50	0.020	0.005	0.007	0.020	0.10	0.003	0.40	0.047	0.032	0.235
P	0.05	0.20	0.80	0.010	0.005	0.005	-	0.60	0.004	0.70	0.005	0.030	0.025
Q	0.08	0.50	0.80	0.020	0.005	0.005	0.005	0.50	0.004	1.20	0.016	0.070	0.065
R	0.08	0.50	0.80	0.055	0.005	0.010	-	0.60	0.004	1.20	0.010	0.105	0.050
S	0.04	0.45	1.10	0.015	0.005	0.010	0.025	1.05	0.005	1.50	0.060	0.060	0.300
T	0.09	0.01	1.20	0.010	0.005	0.010	0.025	1.10	0.005	1.11	0.060	0.011	0.300
V	0.11	0.40	0.40	0.010	0.005	0.020	0.010	1.00	0.005	1.40	0.040	0.050	0.200

【0058】得られた冷間圧延板から幅80mm、長さ200mmの試験片を多数採取した。公知の溶融めっきシミュレータ装置を用いてこれらの試験片を大気中または窒素ガス雰囲気中で550℃まで15℃/秒で加熱し、2秒間保持した後200℃まで冷却する予備加熱を施した。次いで水素を10体積%、残部が窒素からなり露点が-60℃以下である雰囲気中で820℃に加熱して30秒間保持する還元焼鈍を施し、その後4℃/秒の冷却速度で700℃に冷却し、40℃/秒の冷却速度で500℃に冷却し、その後450℃まで2.5~0.5℃/秒の平均冷却速度で冷却し、2秒以内に460℃ま※50

*【0055】めっき後にはガスワイピングなど公知の方法で目付量を調整し、次いで合金化処理を施す。めっきは、母材の両面に施すのがよいが片面のみでもかまわない。合金化処理は公知の方法でおこなえばよい。例えば合金化処理温度は460℃以上600℃未満が良く、合金化処理温度への加熱速度は20℃/秒以上の加熱速度とするのが好ましい。合金化処理は短時間でおこなうのがよく、めっき皮膜のFe含有量が所定量になり次第直ちに急速冷却するのがよい。合金化温度への加熱手段はインダクションヒータなど急速加熱に適した装置を用いることが好ましく、冷却については、放冷でも良いが、ガス冷却または、ミスト冷却をおこなうことが好ましい。合金化処理後は、公知の方法により調質圧延を施したり、クロメート処理など公知の後処理を施しても差し支えない。

【0056】

【実施例】(実施例1)表1に示す化学組成を有する鋼を実験室で溶解し鋳造し鍛造して厚さが20mmの鋼片とし、これを1250℃に加熱した後に熱間圧延して厚さ1.8mmの熱間圧延板とし、さらに酸洗した後、冷間圧延して、厚さ1.20mmの冷間圧延板とした。

【0057】

【表1】

40※で昇温し、460℃に保持した溶融亜鉛めっき槽に浸漬し、引き上げて、ガスワイピングして目付量を片面あたり60g/m²に調整して母材の両面に溶融めっきを施した。溶融めっき浴の化学組成は、Al:0.12%、残部が実質的にZnからなるFe飽和浴であり、めっき浴温度は460℃とした。

【0059】上記めっきを施した直後に、シミュレータ内で赤外加熱炉を使用して480℃~540℃の範囲に加熱し、15~60秒間保持する合金化処理を施した。鋼Cについては、合金化処理条件を変更して、過処理のものとして処理不足のものも作製した。

【0060】得られた鋼板の性能を以下の方法で評価した。

引張特性：試作した試験片からJIS5号引張試験片を切り出し、引張り試験をおこなった。

【0061】残留オーステナイト量：試験片を酸溶液に浸漬してめっき皮膜を溶解、除去した後、X線反射強度測定法により、残留オーステナイト量を測定した。Γ相およびΓ₁相の厚さ：めっき皮膜を断面方向から研磨し、0.05%硝酸-アルコール液（ナイトール液）を用いて1分間エッチングした後、電子顕微鏡により、10ヶ所のΓ相の厚さを測定し、平均値をΓ相の厚さとした。同様の方法で30個以上のΓ₁相についてのΓ相表面からの長さを測定し、上位5箇の長さの平均をΓ₁相の厚さ（D₁）とした。

【0062】合金相の厚さが1μmに満たないものについては、薄膜試料を作成し、TEMによって、3~4視野について同様に観察し、平均値を各相の厚さまたは、長さとした。また、各相の同定にはTEMによる電子線回折の解析をおこない相決定をおこなった。

【0063】耐パウダリング性：合金化処理後の試験片から直径60mmの円板を打ち抜き、ボンチ径：30mm、ダイス肩半径：3mmの円筒深絞り試験機により円筒カップにプレス成形し、カップの側壁の外面に粘着テープを張り付けて剥離し、粘着テープに付着しためっき皮膜の総剥離質量を測定し、円筒カップ1個あたりの剥離質量を下記基準で評価した。

◎：15mg未満、

○：15mg以上、20mg未満、

*

*△：20mg以上、30mg未満、

×：30mg以上。

【0064】耐フレーキング性：めっき皮膜の摩擦係数（μ）を測定して評価した。図3は評価に使用した摩擦係数測定装置の断面図である。図3で符号5は試験片、符号6はダイ、符号7は半径5mmの半円形のしわ押さえビード、符号8はしわ押さえ、符号9はボンチである。幅：30mm、長さ：270mmの試験片1を測定装置のダイ6としわ押さえビード7との間で保持し、しわ押さえ荷重（P）を作用させた状態でボンチ9を押し込み、試験片5をコの字型に成形する。ダイ6、しわ押さえビード7およびボンチ9の表面は、#600の研磨紙で研磨したものを用いた。試験片1の両面には潤滑剤として防錆油を片面当たり2.5g/m²塗布し、ボンチ3の圧入速度は60mm/分とした。しわ押さえ力を7.35kN、9.8kN、12.3kNおよび14.7kNの4条件とした。それぞれの場合のボンチ2の圧入力の最大値（F）を求め、しわ押さえ荷重の増分（dP）とボンチ圧入力の最大値の増分（dF）とから、μ = dF / 2 dPによって摩擦係数を求め、下記基準で評価した。

◎：0.24以下、

○：0.24超、0.28以下、

△：0.28超、0.32以下、

×：0.32超。

【0065】評価結果を表2に示す。

【0066】

【表2】

試験番号	鋼番号	母材のγ相体積率(%)	めっき皮膜				鋼板特性		
			Fe含有量(質量%)	Γ相厚さD ₀ (μm)	Γ ₁ 相厚さD ₁ (μm)	D ₀ +D ₁	材料特性 引張強さ(MPa)	伸び(%)	耐フレーキング性 耐パウダリング性
1	A	10	10.5	0.5	0.1	0.17	650	36	◎
2	B	10	9.5	0.5	0.2	0.29	640	36	◎
3	C	5	10.0	0.5	0.3	0.38	600	32	◎
4	C	10	12.0	0.4	0.6	0.60	605	33	◎
5	C	12	15.0	1.5	0.5	0.25	615	35	◎
6	C	25	15.0	1.5	0.5	0.25	605	38	◎
7	D	10	9.0	0.5	0.2	0.29	608	33	○
8	D	8	10.0	1.2	0.3	0.33	595	35	◎
9	D	5	11.0	0.8	0.4	0.33	599	34	◎
10	E	8	8.0	0.4	0.1	0.20	560	32	○
11	F	2	10.0	0.8	0.2	0.20	618	28	◎
12	F	10	8.0	0.4	0.1	0.20	618	32	○
13	P	11	9.5	0.6	0.2	0.26	615	32	◎
14	G	8	10.0	0.8	0.4	0.33	590	36	◎
15	H	8	10.5	1.2	0.4	0.26	610	35	◎
16	J	2	10.0	1.5	0.5	0.26	685	28	◎
17	K	8	10.0	1.0	0.4	0.29	710	28	◎
21	L	0.8	10.0	0.2	3.0	0.94	583	22	×
22	L	0.8	9.0	0.4	2.8	0.88	583	22	×
23	M	5	10.5	0.2	3.8	0.95	610	31	×
24	P	2	10.0	0.2	3.5	0.95	590	28	×
25	Q	4	10.0	0.3	3.0	0.91	610	29	×
26	R	3	9.0	0.2	3.5	0.95	600	28	×
27	S	<0.5	11.5	1.0	0.5	0.33	650	22	○
28	T	<0.5	9.5	1.0	0.5	0.33	670	24	○
29	V	<0.5	8.0	1.2	0.4	0.25	678	21	○
30	N	<0.5	9.0	1.0	0.4	0.29	670	21	◎
31	C	10	7.0	0.5	0.1	0.17	610	32	△
32	C	10	17	2.0	0.5	0.20	615	33	◎

【0067】表2からわかるように本発明の規定する条件を満足する鋼板はいずれも高強度でありながら良好な延性、耐フレーキング性および耐パウダリング性を兼ね備えていた。めっき皮膜中のFe含有量がやや低かった試験番号7、10および12は耐フレーキング性が許容範囲内ではあったがやや劣った。これに対し、C、Si、Mn、sol、Alなどの含有量が少なかった鋼L、N、S、T、Vおよび冷却条件がよくなかった試験番号31では、いずれも残留オーステナイトが少なく、延性がよくなかった。TiまたはNbの含有量が不足するか、式(b)を満たさなかった鋼L、M、P、Q、Rおよび合金化処理条件が好ましくなかった試験番号31と32は、耐フレーキング性あるいは耐パウダリング性がよくなかった。

【0068】

【発明の効果】本発明の合金化溶融亜鉛めっき高張力鋼板はAlを含有した残留オーステナイト鋼板を母材としているので一様伸びと局部伸びが優れるうえ、めっき皮膜の耐パウダリング性と耐フレーキング性に優れる。従

って家電、建材、及び自動車などの各種機械、装置類の構造部材への加工が容易であり、めっき皮膜の密着性とプレス加工時の褶動性にすぐれるので外観と耐食性に優れた成形品が得られる。従って複雑な形状をした部材の高強度化や軽量化用を推進するための素材として極めて好適である。

【図面の簡単な説明】

【図1】耐パウダリング性がよくない合金化溶融亜鉛めっき鋼板のめっき皮膜の構造を概念的に示す部分断面図である。

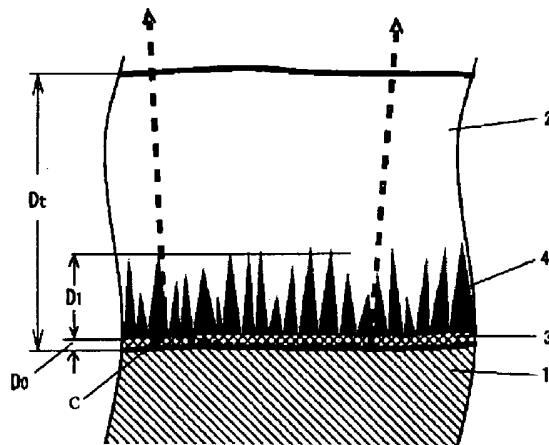
【図2】耐パウダリング性が良好なめっき鋼板のめっき皮膜の構造を概念的に示す部分断面図である。

【図3】めっき鋼板の褶動抵抗評価に使用した摩擦係数測定装置の断面図である。

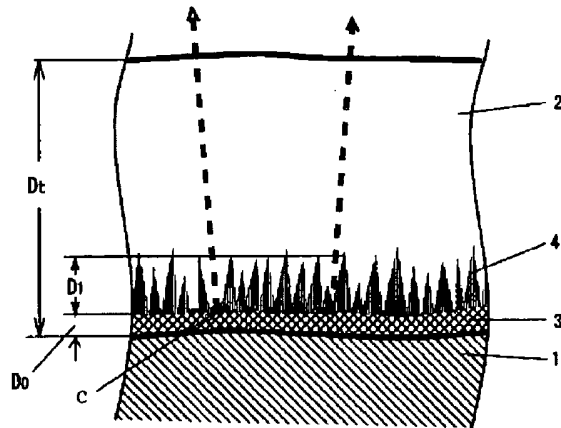
【符号の説明】

1：母材の表層部、2： δ_1 相、3： Γ 相(D_0 はその厚さ)、4： Γ_1 相(D_1 はその厚さ)、 D_t ：めっき皮膜の厚さ、5：試験片、6：ダイ、7：しわ押さえビード、8：しわ押さえ、9：ポンチ。

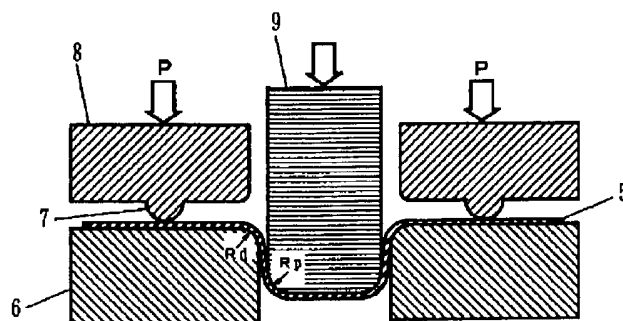
【図1】



【図2】



【図3】



フロントページの続き

(72)発明者 有岡 照晃
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
住友金属工業株式会社内
(72)発明者 石垣 一
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
住友金属工業株式会社内

(72)発明者 小嶋 啓達
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
住友金属工業株式会社内
Fターム(参考) 4K027 AA23 AB02 AB07 AB28 AB38
AB42 AC12 AC52 AC73 AC82
AE23